بررسی رفتار سیلان فولاد میکروآلیاژی Nb-V-Ti در آزمون فشار داغ*

(یادداشت پژوهشی)

محسن نصیریان[۱] بهمن میرزاخانی[۲] مصطفی منصوری نژاد [۳]

چکیده

رفتار سیلان فولاد به تحولات ریزساختاری در آن حین تغییر شکل داغ که به‌طور پیوسته تغییر می‌کند، بستگی زیادی دارد. در حین تغییر شکل داغ، دو پدیده‌ی مهم متالورژیکی، بازیابی و تبلور مجدد، در کنار متغیرهای ترکیب شیمیایی و عوامل ترمومکانیکی شامل کرنش، نرخ کرنش و دما، تنش سیلان فولاد را تحت تأثیر خود قرار می‌دهند. افزون بر این، ریزساختار و خواص نهایی فولاد به‌میزان زیادی به وقوع این دو پدیده‌ی متالورژیکی وابسته‌اند. هدف از انجام این تحقیق، بررسی رفتار نرم شدن یک فولاد ریزآلیاژی Nb-V-Ti و رفتار سیلان داغ آن در آزمون فشار داغ می‌باشد. برای این‌منظور، تأثیر متغیرهای فرایند بر تنش سیلان و وقوع تبلور مجدد دینامیکی در آزمون فشار داغ مورد بررسی و مطالعه قرار گرفت و مدل‌های موجود برای بیان تنش سیلان داغ ارائه شدند.

واژه‌های کلیدی تنش سیلان، تبلور مجدد دینامیکی، فولاد ریزآلیاژی

A Study of the Flow Behaviour of a Nb-V-Ti Microalloyed Steel during Hot Compression Test

M. Nasirian B. Mirzakhani M. Mansourinejad

Abstract

The flow stress of steel depends significantly on microstructural changes taken place during hot deformation processes. In hot deformation processes, the flow stress of steel is influenced by two main metallurgical phenomena, i.e. recovery and recrystallization, along with its chemical composition and thermo-mechanical parameters. The final mechanical properties of steel are also determined by microstructural evolution during hot deformation process. In this paper, dynamic softening and flow behaviour of a Nb-V-Ti microalloyed steel during hot deformation process was investigated. The effects of temperature, strain and strain rate on hot flow stress of this steel and onset of dynamic recrystallization were studied during hot compressive loading. In addition, the semi-empirical models of dynamic recovery and recrystallization were developed for the investigated steel.

Keywords Flow stress, Dynamic recrystallization, Microalloyed steel

---

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۱/۵/۳۱ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۲/۹/۲۵ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) کارشناس، باشگاه پژوهشگران جوان، دانشگاه آزاد اسلامی واحد دزفول.

(۲) نویسنده مسئول، استادیار، دانشگاه اراک، دانشکده فنی و مهندسی، گروه مهندسی مواد و متالورژی.

(۳)مربی، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه آزاد اسلامی واحد دزفول.

مقدمه

فرایند ترمومکانیکی به‌طور وسیعی در سراسر جهان برای تولید فولادهای ریزآلیاژی (microalloyed) به‌کار می‌رود. با کنترل شرایط تغییر شکل داغ و سرد کردن پس از آن در این فرایند، ریزساختار و خواص مورد نظر به‌دست می‌آیند. هدف اصلی از انجام عملیّات ترمومکانیکی روی فولادهای ریزآلیاژی، اصلاح ساختار دانه به‌منظور رسیدن به ترکیب بهینه‌ای از استحکام و چقرمگی می‌باشد [1].

در فرایندهای تغییر شکل داغ، به‌علّت تغییر تنش سیلان ماده در نتیجه‌ی وقوع تحوّلات ریزساختاری، رفتار تغییر شکل از پدیده‌های متالورژیکی تأثیر می‌پذیرد. در فرایند تولید فولادهای ریزآلیاژی، فولاد پس از پیش‌گرمایش تحت تغییر شکل موم‌سان قرار می‌گیرد. تغییر شکل موم‌سان نقش مهمی در تغییر و اصلاح ریزساختار فولاد دارد. تغییر شکل معمولاً در فاز آستنیت انجام می‌شود و سبب کارسخت شدن فولاد در نتیجه‌ی افزایش عیب‌های بلوری از جمله نابجایی‌ها، می‌شود. با این سازوکار، انرژی درونی ماده افزایش می‌یابد. هم‌زمان با کارسخت شدن فولاد حین تغییر شکل موم‌سان در دماهای بالا، فرایندهای نرم شدن (softening) که شامل بازیابی و تبلور مجدد است، فعّال می‌شوند و موجب کاهش انرژی درونی آستنیت می‌شوند. اگر بازیابی و تبلورمجدد حین تغییرشکل انجام شوند، به آن‌ها بازیابی و تبلورمجدد دینامیکی و در صورتی‌که پس از پایان تغییر شکل انجام شوند، به آن‌ها بازیابی و تبلورمجدد استاتیکی گفته می‌شود [2]. رقابت میان دو پدیده‌ی کارسختی و کارنرمی در نتیجه‌ی بازیابی و تبلورمجدد دینامیکی، میزان تنش سیلان ماده را حین تغییر شکل موم‌سان داغ تعیین می‌کند. فرایندهای نرم شدن دینامیکی از نقطه نظر صنعتی اهمیّت زیادی دارند، زیرا تنش سیلان را کاهش می‌دهند و تغییر شکل را آسان می‌سازند. افزون بر این، کنترل آن‌ها منجر به اصلاح مؤثر اندازه‌ی دانه‌ها و در نهایت، افزایش هم‌زمان استحکام و چقرمگی و کنترل بافت فولاد خواهد شد.

امروزه برای اغلب مواد با استفاده از روش‌های تغییر شکل مانند کشش، فشار و پیچش داغ، تنش سیلان برای دامنه‌ی گسترده‌ای از کرنش‌های اعمالی، نرخ‌های کرنش و دماها به‌دست می‌آید. استفاده از این روش‌های تغییر شکل در کنار مدل‌سازی، راه نسبتاً ارزانی برای تحلیل رفتار سیلان فلز در فرایند شکل‌دهی در سال‌های اخیر بوده‌اند[12-3]. لی و همکاران، [9]، یک مدل تحلیلی را برای محاسبه‌ی کرنش مؤثر میانگین در مراحل مختلف نورد مقاطع به صورت هم‌دما و غیر هم‌دما ارائه کرده‌اند. آن‌ها هم‌چنین، تأثیر کرنش باقی‌مانده در سینتیک نرم شدن و تبلور مجدد جزئی را در مراحل مختلف در نظر گرفته‌اند. کاگلر، [10]، از روش ریاضی برای بررسی تنش سیلان و تبلور مجدد دینامیکی و تغییر اندازه‌ی دانه‌ی آستنیت حین تغییر شکل داغ فولاد استفاده کرده است. پَندیت و همکاران، [11]، به‌کمک آزمون رهایی تنش و میکروسکُپ الکترونی عبوری، پدیده‌های نرم شدن استاتیکی و رسوب‌گذاری در اثر القای کرنش را در دو نوع فولاد ریزآلیاژی Nb-V و Ti-V بررسی کرده‌اند. ژِنگ و همکاران، [12]، برای پیش‌بینی رفتار تبلور مجدد آستنیت در نورد چند مرحله‌ای تسمه‌ی فولادی، از مدل‌های پایه فیزیکی استفاده کرده‌اند.

در این مقاله، با استفاده از آزمون فشار داغ تأثیر تحولات ریزساختاری حین تغییر شکل داغ بر تنش سیلان یک فولاد ریزآلیاژی Nb-V-Ti مطالعه شده است. افزون بر این، مدل‌های ریزساختاری برای تقریب تنش سیلان داغ برای این فولاد ارائه خواهد شد.

مواد و روش آزمایش

در تحقیق حاضر، فولاد ریزآلیاژی Nb-V-Ti برای مطالعه و بررسی انتخاب شد. ترکیب شیمیایی این فولاد در جدول (۱) آورده شده است. این فولاد مطابق با استاندارد API (American Petroleum Institute)،

فولاد ریزآلیاژی کلاس X70 مـی‌باشـد کـه در سـاخت لوله‌های قطور در انتقال نفت و گاز به‌کار می‌رود.

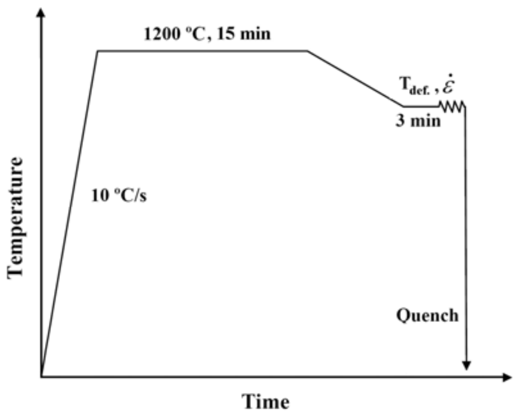
مطالعه‌ی نرم شدن فاز آسـتنیت در فـولاد حـین انجام عملیّات ترمومکانیکی و تأثیر عناصر ریزآلیاژی بر ایـن پدیـده، در طرّاحـی فراینـدهای نـورد و آهنگـری کنترل شده برای فولادهای ریزآلیاژی نقش مهمی دارد. امروزه در مراکز تحقیقاتی جهان، از آزمون‌های پـیچش و فشار داغ به‌عنوان فرایندهای مشابه نـورد و آهنگـری کنترل شده برای بررسـی متغیرهـای مختلـف عملیّـات ترمومکانیکی بهره گرفته می‌شود. در پـژوهش حاضـر، پدیده‌های نرم شدن دینامیکی فـولاد و تـأثیر آن‌هـا بـر تنش سـیلان بـا اسـتفاده از آزمـون فشـار داغ بررسـی شده‌اند. برای این‌منظور، نمونـه‌هـای اسـتوانه‌ای شـکل به‌قطر ۱۰ و ارتفاع ۱۲ میلی‌متر از صـفحه‌ی فـولادی و در جهت نورد تهیّـه شـدند. در منـابع مـرتبط، نسـبت ارتفاع به قطر نمونه‌های فشار بین ۱/۲ تا ۱/۵ گـزارش شده است [13]. این نسبت در تحقیق حاضـر برابـر بـا ۱/۲ در نظر گرفته شد. کوچک بودن اندازه‌ی نمونـه‌هـا سبب می‌شود تا شیب دمایی ناچیزی در نمونه‌ها ایجـاد شود. خمیری از نیکل و گرافیت به‌عنوان روان‌کار برای جلوگیری از بشکه‌ای شدن نمونه‌ها بـه‌کـار بـرده شـد.

آزمـون فشـار داغ بـا اسـتفاده از دسـتگاه شـبیه‌سـاز ترمومکانیکی Gleeble 1500 انجام شد. در این دستگاه، نمونه‌ها به‌روش مقاومتی فرکانس پایین داغ می‌شوند و کنترل دما به‌وسیله‌ی سیم ترموکوپل نوع K که به نمونه جوش داده می‌شود، انجام می‌گیرد. افزون بـر ایـن، بـا دمش گاز آرگون در طول انجـام آزمـایش از اکسـایش نمونه‌ها جلوگیری شد.

در آزمون فشار داغ مطـابق بـا شـکل (۱)، ابتـدا نمونه‌ها در دمای ۱۲۰۰ °C به‌مدّت زمان ۱۵ دقیقه پیش گرم شدند. پس از پیش‌گرم شدن، نمونه‌ها بـا سـرعت ۱ °C/sec تا دمای تغییر شکل مورد نظر سـرد شـدند و در این دما برای یکنواختی دما، به‌مـدّت ۳ دقیقـه نگـه داشته شدند. سپس، تـا میـزان کـرنش حقیقـی ۰/۸ بـا سرعت‌هـای مختلـف فشـرده شـدند و در نهایـت، بـا پاشش سریع آب تا دمای محـیط سـریع سـرد شـدند. نمونه‌ها در دماهـای ۹۰۰ °C، ۹۵۰ °C، ۱۰۰۰ °C، ۱۰۵۰ °C، ۱۱۰۰ °C و ۱۱۵۰ °C و با میـانگین نـرخ‌هـای کـــرنش ۰/۰۰۱ s^{-1}، ۰/۰۱ s^{-1}، ۰/۱ s^{-1}، ۱ s^{-1} و ۳ s^{-1} تغییر شکل داده شـدند. در پایـان، نمودارهـای تـنش- کرنش در شرایط مختلف ترسیم و ارزیابی شدند.

جدول۱ ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده در تحقیق حاضر بر حسب درصد وزنی (wt.%)

C	Si	Mn	S	P	Nb	V	Ti	Al	N	Fe
۰/۰۹	۰/۳۲	۱/۶۳	۰/۰۰۳	۰/۰۰۹	۰/۰٤	۰/۰۵	۰/۰۱	۰/۰۳	۰/۰۰۲	بقیه



شکل۱ فرایند ترمومکانیکی انجام شده در آزمون فشار داغ.

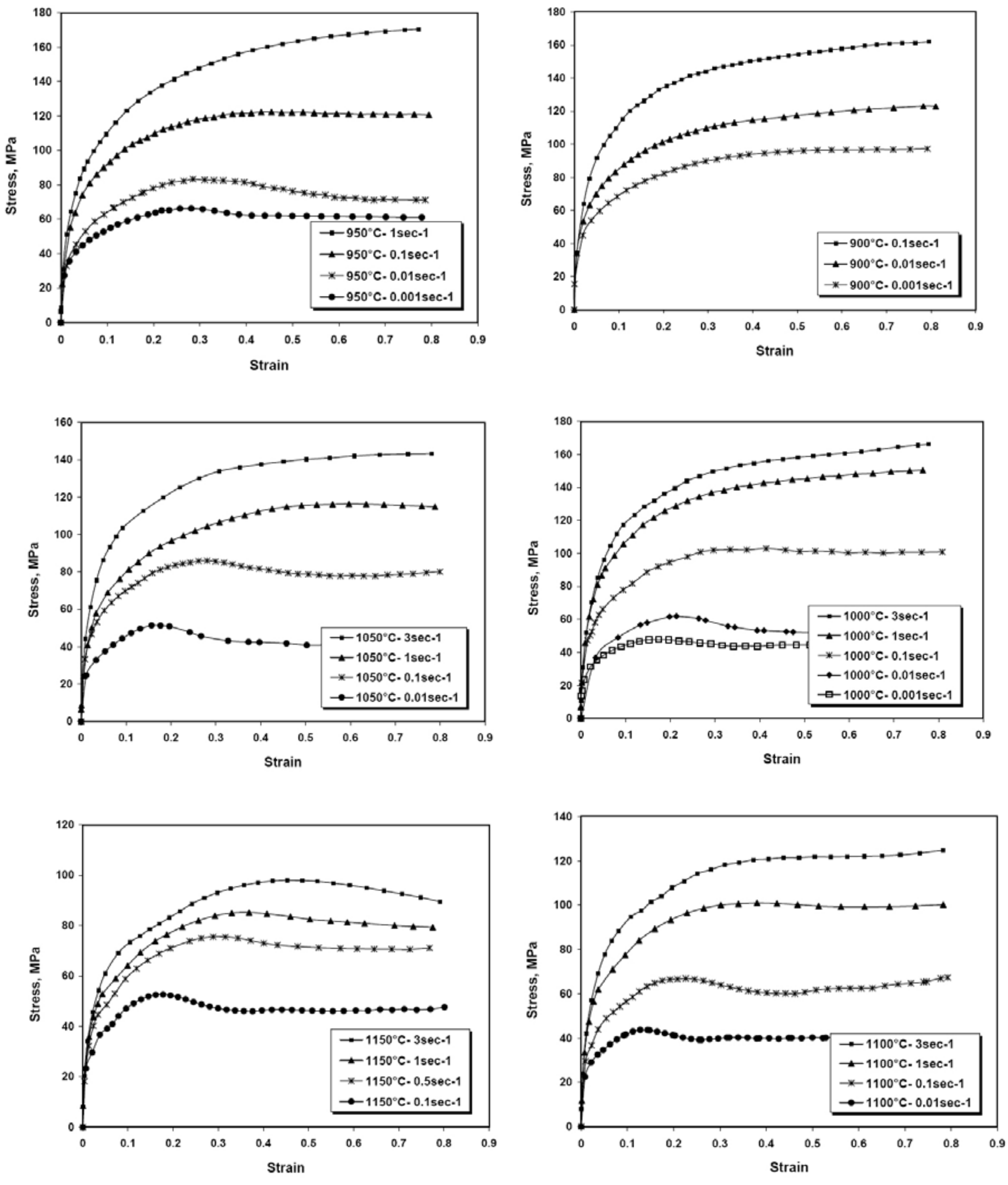
نتایج و بحث

مراحل ابتدایی عملیّات ترمومکانیکی و تغییر شکل شمش‌های فولادی مانند نورد، معمولاً در حالت داغ انجام می‌شود، زیرا نیروی مورد نیاز برای انجام مراحل اولیّه‌ی تغییر شکل موم‌سان شمش‌ها زیاد است. در این شرایط، تنش سیلان ماده و نیروی مورد نیاز برای انجام نورد به‌میزان تغییر شکل، سرعت تغییر شکل، دما و تحولات ریزساختاری بستگی دارد. نمودارهای تنش- کرنش حقیقی حاصل از آزمون فشار داغ در شکل‌های (۲) و (۳) به‌ترتیب برای بررسی تأثیر دما و نرخ کرنش بر رفتار سیلان فولاد مورد آزمایش آورده شده‌اند. این نتایج مربوط به نمونه‌هایی هستند که بعد از پیش‌گرم شدن در دمای ^oC ۱۲۰۰ به‌مدّت زمان ۱۵ دقیقه، مطابق با نمودار گرمایش شکل (۱)، تغییر شکل یافته‌اند. لازم به ذکر است که برای این دما و زمان پیش‌گرم شدن، میانگین اندازه‌ی دانه‌ی آستنیت اولیّه برابر با ۱۰۲ میکرومتر بود. تصویر متالوگرافی از مرز دانه‌های آستنیت در شکل (٤) نشان داده شده است. اندازه‌ی دانه‌ی آستنیت اولیّه در نمونه‌ها به‌روش تقاطع خطی میانگین (Mean Linear Intersection) تعیین شد. همان‌طور که در نمودارهای شکل‌های (۲) و (۳) دیده می‌شود، تنش سیلان با افزایش کرنش به‌علّت کار سختی، ابتدا افزایش می‌یابد و به نقطه‌ی بیشینه‌ی خود می‌رسد. پس از آن، به‌دلیل شروع تبلور مجدد دینامیکی و نرم شدن فولاد، تنش سیلان کاهش می‌یابد. افت تنش و ظاهر شدن قلّه در نمودار تنش- کرنش، نشان‌دهنده‌ی وقوع تبلور مجدد دینامیکی است [7,8, 14,15]. در اغلب نمودارهای شکل‌های (۲) و (۳)، تبلورمجدد تکمیل شده است و تنش به حالت پایدار خود رسیده است. در نمودارهای مربوط به نمونه‌های تغییر شکل یافته در دمای ^oC ۹۰۰ به‌ازای نرخ‌های کرنش مختلف، دمای ^oC ۹۵۰ در نرخ کرنش s^{-1} ۱، دمای ^oC ۱۰۰۰ در نرخ‌های کرنش s^{-1} ۱ و s^{-1} ۳، و دمای ^oC ۱۰۵۰ به‌ازای نرخ کرنش s^{-1} ۳، نقطه‌ی بیشینه‌ی تنش مشاهده نمی‌شود و نمودارهای سیلان کارسختی را نشان می‌دهند. از نقطه نظر ریزساختاری، نمودار سیلان داغ با وقوع تبلور مجدد دینامیکی را می‌توان به سه مرحله یا ناحیه‌ی متوالی تقسیم‌بندی کرد. در مرحله‌ی اوّل و یا در کرنش‌های نسبتاً کم، کارسختی و بازیابی دینامیکی رخ می‌دهند. مشخّصه‌ی این مرحله افزایش چگالی نابجایی‌ها، کشیده شدن دانه‌ها، تشکیل ساختار دانه‌بندی پهن‌شده (pancake) و دانه‌های فرعی درون دانه‌های تغییر شکل یافته می‌باشد. در کرنش‌های زیاد، نمودار تنش- کرنش روندی پایدار به خود می‌گیرد و ریزساختار نهایی به‌شکل دانه‌های هم‌محور تبدیل می‌شود. در این ناحیه، بین کارسختی دانه‌های تبلور مجدد یافته و رشد دانه‌های جدید عاری از کرنش، توازن وجود دارد. بین این دو ناحیه، یک ناحیه‌ی میانی و گذار وجود دارد که با کاهش تنش همراه است و بیانگر وقوع فرایند تبلور مجدد دینامیکی می‌باشد [2].

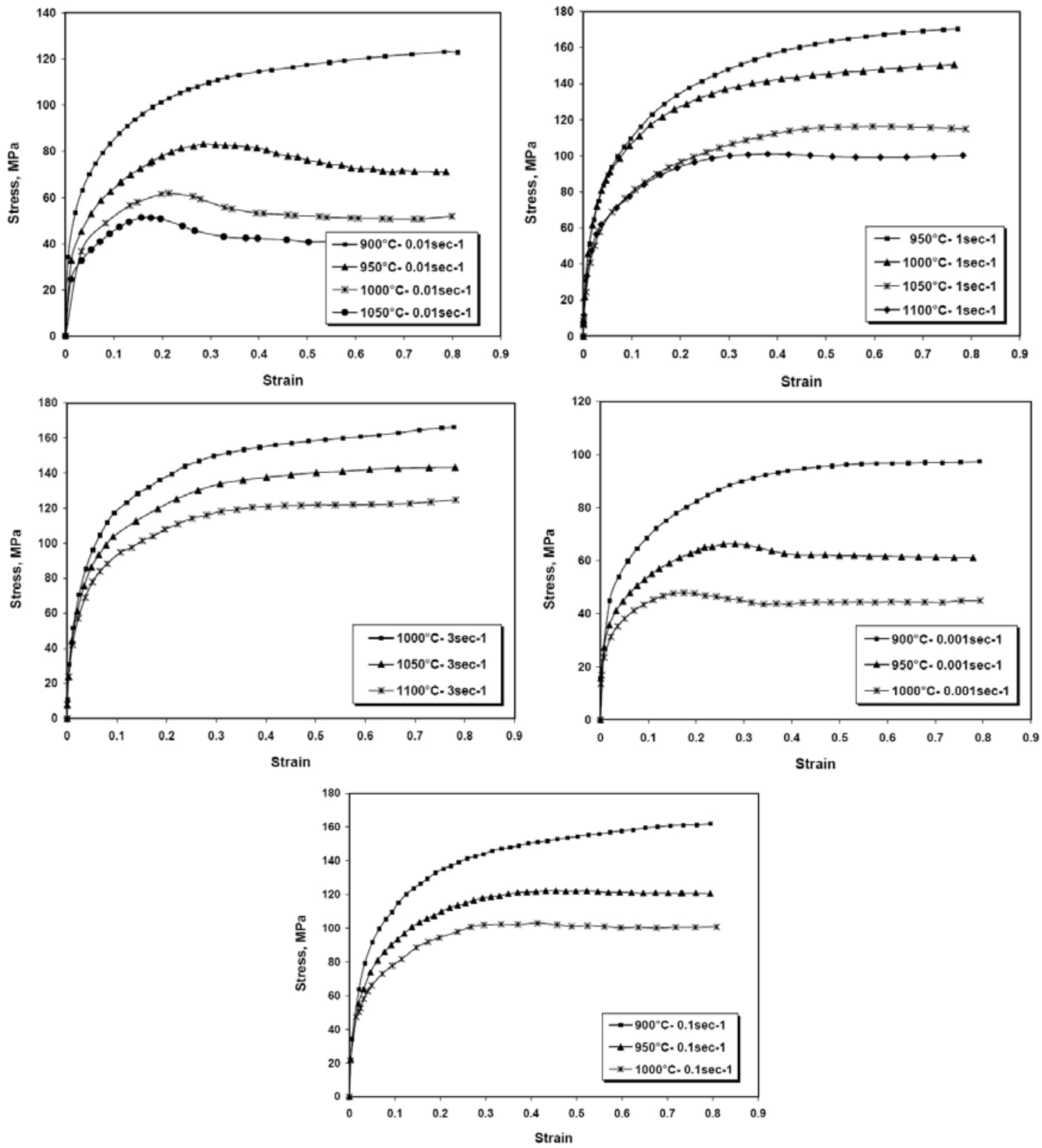
همان‌گونه که در شکل (۲) مشاهده می‌شود، تنش سیلان در یک دما و کرنش معین با افزایش سرعت تغییر شکل بالا می‌رود. بر خلاف تأثیر دما، نرخ‌های کرنش بالا سبب می‌شود تا فرایند تبلور مجدد دینامیکی در کرنش‌های بیش‌تری به‌وقوع بپیوندد. تأثیر نرخ کرنش بر تنش سیلان به افزایش نرخ کارسختی ماده در تغییر شکل‌های سریع و نیز، کاهش زمان برای وقوع تبلور مجدد مربوط می‌شود. در نمودارهای شکل(۳)، تأثیر دمای تغییر شکل بر رفتار سیلان ماده قابل بررسی است. همان‌طور که انتظار می‌رود، تنش سیلان در یک کرنش و نرخ کرنش مشخص، با افزایش دما کاهش می‌یابد. افزون بر این، کاهش دما پدیده‌ی تبلور مجدد دینامیکی را به تأخیر می‌اندازد و ملاحظه می‌شود که با کاهش دما، قلّه‌ی نمودار در کرنش‌های بیش‌تری ظاهر می‌شود. تأثیر دما بر تنش سیلان با این واقعیّت که دو سازوکار ترمیم، یعنی بازیابی و تبلور مجدد دینامیکی، که هر دو پدیده‌های متأثّر از دما هستند، قابل تفسیر است. با افزایش دما، نرخ تشکیل دانه‌های فرعی در نتیجه‌ی بازچینی نابجایی‌ها (بازیابی)

و نیز، نرخ جوانه‌زنی و رشد دانه‌های عـاری از کـرنش (تبلور مجدد)، تسریع می‌شود، زیرا افزایش دمـا منجـر به نفوذ سریع‌تر و تحرّک بیش‌تر مرزهای دانه می‌شـود. بنابراین، به‌نظر می‌رسد که در دماهای بالا پدیده‌ی نـرم شدن و در دمای پـایین، پدیـده‌ی کارسـختی سـازوکار غالب باشند.

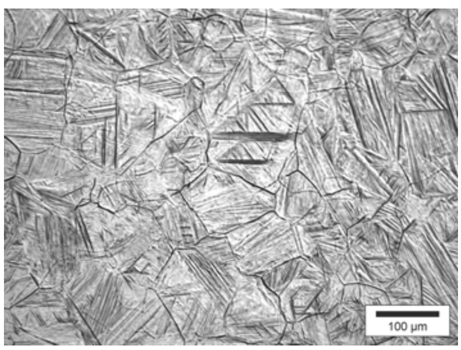
یکی از رابطه‌های کلاسیک بـرای تشـریح رفتـار سـیلان مـاده در شـرایط تغییـر شـکل داغ و خـزش، رابطه‌ای از نوع سینوس هیپربولیک است[16,17].



شکل ۲ نمودارهای سیلان به‌دست آمده از آزمون فشار داغ در دمای ثابت و نرخ‌های کرنش مختلف.



شکل۳ نمودارهای سیلان به‌دست آمده از آزمون فشار داغ در نرخ کرنش ثابت و دماهای مختلف.



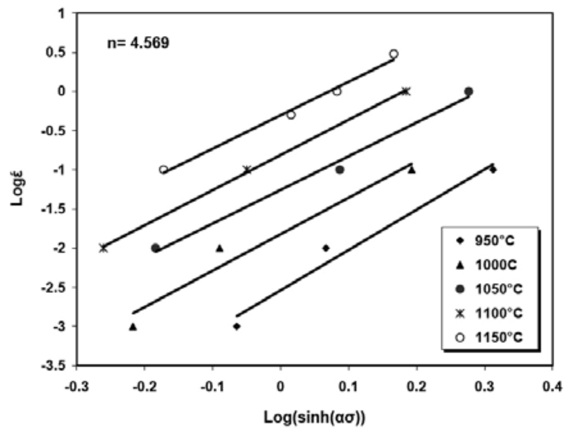
شکل٤ تصویر میکروسکُپ نوری از ساختار آستنیت اولیّه قبل از شروع آزمون فشار داغ.

این رابطه در محدوده‌ی وسیعی از دما و نرخ کرنش قابل استفاده است. افزون بر این، برای بیان تنش حالت پایدار در تبلور مجدد دینامیکی (σ_{ss}) و تنش قلّه (σ_p) نیز استفاده می‌شود:

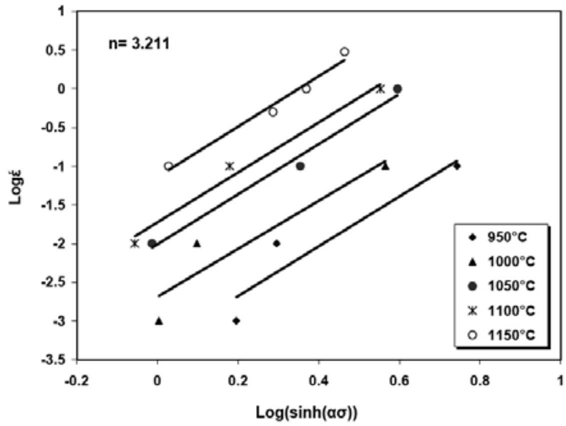
$$\dot{\varepsilon} = A(\sinh \alpha\sigma)^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \qquad (1)$$

$$\log \dot{\varepsilon} = \log A + n \log(\sinh \alpha\sigma) - \frac{Q}{2.3RT}$$

در رابطه‌ی (۱)، A، n و α مقادیر ثابتِ مستقل از دما و تنش هستند و Q انرژی فعّال‌سازی تغییر شکل داغ می‌باشد. مقدار عددی این ثابت‌ها به نوع ماده بستگی دارد. به‌کمک رابطه‌ی (۱) و ترسیم نمودار تغییرات لگاریتم نرخ کرنش با $\log(\sinh \alpha\sigma)$ در چند دمای ثابت (مطابق با شکل (۵))، مقدار میانگین ثابت n به‌ترتیب برای تنش قلّه و تنش پایا برابر با ٤/٥٦٩ و ۳/۲۱۱ به‌دست آمد. افزون بر این، مقدار α که بهترین انطباق داده‌های آزمون و رابطه‌ی (۱) را می‌دهد، به‌ترتیب برای تنش قلّه و تنش پایا برابر با MPa^{-1} ۰/۰۱٤ و MPa^{-1} ۰/۰۲ به‌دست آمد. این مقادیر در محدوده‌ی مقادیر گزارش شده در مراجع برای فولادهای ریزآلیاژی است [۳ و ٤ و ۱۸ و ۱۹]. هم‌چنین، شیب خط حاصل از رسم تغییرات $\log(\sinh \alpha\sigma)$ بر حسب $1/T$، مقدار عددی انرژی فعّال‌سازی را نشان می‌دهد. این نمودارها در شکل (٦) برای تنش‌های قلّه و پایا ارائه شده‌اند. به‌این ترتیب، مقادیر میانگین انرژی فعّال‌سازی تغییرشکل برای تنش‌های قلّه و پایا به‌ترتیب برابر با $kJ.mol^{-1}$ ۳٦۰ و $kJ.mol^{-1}$ ۳٥۱ به‌دست آمدند.

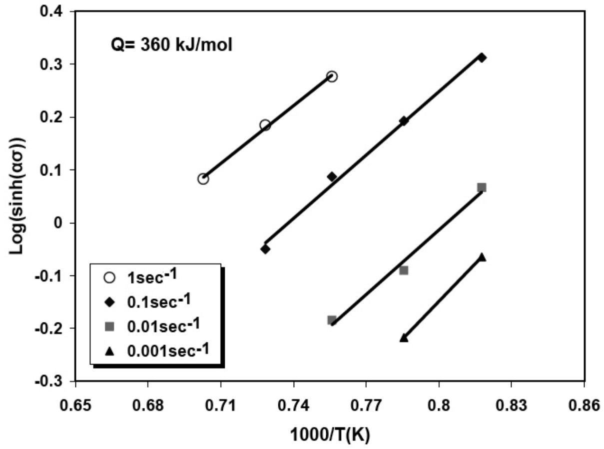


الف

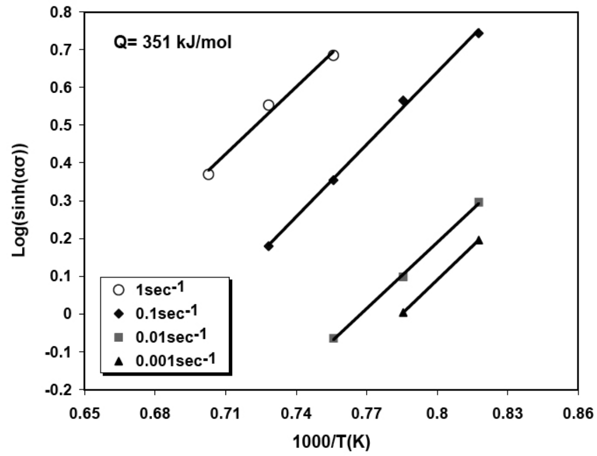


ب

شکل۵ تغییرات $\log \dot{\varepsilon}$ با $\log(\sinh \alpha\sigma)$ برای تنش قلّه (الف) و تنش پایا (ب) در دماهای ثابت مختلف.



الف



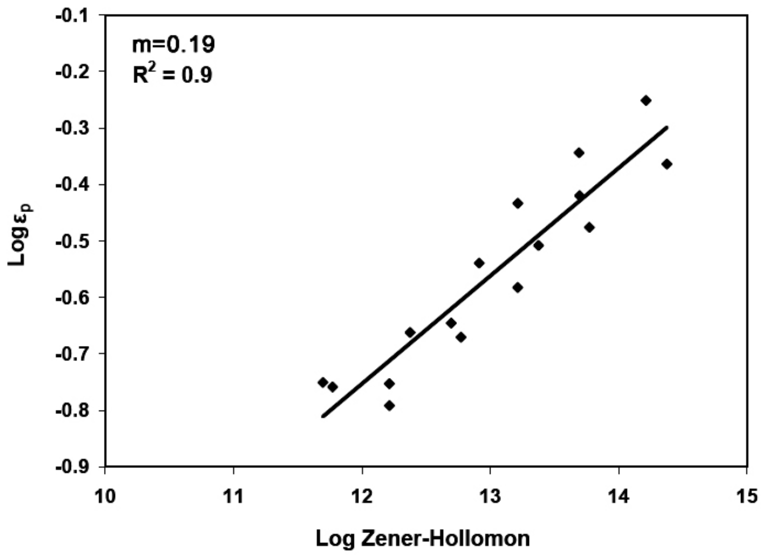
ب

شکل ٦ تغییرات $\log(\sinh \alpha\sigma)$ با عکس دما (بر حسب دمای مطلق) برای تنش قلّه (الف) و تنش پایا (ب) در نرخ‌های کرنش ثابت.

برای وقوع تبلور مجدد دینامیکی لازم است تا چگالی نابجایی‌ها و میزان تغییر شکل موم‌سان در ماده به حد بحرانی برسند. به‌طور تجربی معلوم شده است که کرنش قلهٔ در نمودار تنش- کرنش با توجه به رابطه‌ی (۲)، به شرایط تغییر شکل داغ بستگی دارد[2,20,21]:

$$\varepsilon_p = kZ^m \qquad (۲)$$

که در این رابطه، Z عامل زِنر- هولومان، و m و k مقادیر ثابتی هستند. هنگام وقوع عملیّات شکل‌دهی داغ، تغییرات ریزساختاری افزون بر میزان کرنش، به دمای تغییر شکل و نرخ کرنش نیز بستگی دارد. عامل زِنر- هولومان، $Z = \dot{\varepsilon}\exp(Q/RT)$، برای نمایش هم‌زمان این دو متغیر تعریف شده است. در این رابطه، $\dot{\varepsilon}$ نرخ کرنش، Q انرژی فعّال‌سازی تغییر شکل، T دمای تغییر شکل (بر حسب دمای مطلق) و R ثابت جهانی گازها هستند. ارتباط کرنش قلّه در نمودارهای سیلان مربوط به آزمون‌های تغییر شکل داغ با عامل زِنر- هولومان، در شکل (۷) نشان داده شده است. با استفاده از رابطه‌ی (۲) و مقادیر کرنش قلّه در شرایط مختلف تغییر شکل داغ، مقادیر m و k به‌ترتیب برابر با ۰/۱۹ و $۹/۰٤\times۱۰^{-٤}$ به‌دست آمدند. بنابراین، رابطه‌ی (۲) به‌شکل رابطه‌ی (۳) بازنویسی می‌شود. Q در این رابطه، انرژی فعّال‌سازی به‌دست آمده در بخش قبلی مربوط به قلّه‌ی نمودارهای تنش- کرنش در شکل‌های (۲) و (۳) می‌باشد.



شکل۷ تغییرات کرنش قلّه مربوط به نمودارهای سیلان با عامل زِنر- هولومان.

$$\varepsilon_p = 9.04\times10^{-4}\left(\dot{\varepsilon}\exp\left(\frac{36000}{RT}\right)\right)^{0.19} \qquad (۳)$$

نتیجه‌گیری

با بررسی رفتار سیلان داغ یک فولاد ریزآلیاژی Nb-V-Ti در شرایط مختلف تغییر شکل داغ، نتایج کلی زیر به‌دست آمدند:

۱- کاهش دمای تغییر شکل و افزایش نرخ کرنش، سبب افزایش کرنش بحرانی برای وقوع فرایند تبلور مجدد دینامیکی شد. در نمودارهای سیلان این فولاد در دمای ۹۰۰ ºC و در تمامی نرخ‌های کرنش، دمای ۹۵۰ºC و نرخ کرنش ۱ s^{-1}، دمای ۱۰۰۰ ºC و نرخ‌های کرنش ۱ s^{-1} و ۳ s^{-1} و دمای ۱۰۵۰ ºC به‌ازای نرخ کرنش ۳ s^{-1}، کارسختی مشاهده شد و این نشان‌دهنده‌ی عدم وقوع فرایند تبلورمجدد دینامیکی بود.

۲- با استفاده از یک رابطه‌ی سینوس هیپربولیک و نمودارهای سیلان به‌دست آمده از آزمون‌های فشار داغ در شرایط مختلف تغییر شکل، معادله‌های بنیادین توصیف کننده‌ی تنش پایا در فرایند تبلور مجدد دینامیکی و تنش قلّه برای فولاد مورد بررسی به‌دست آمدند.

۳- رابطه‌ی $\varepsilon_p = 9.04\times10^{-4}\left(\dot{\varepsilon}\exp\left(\frac{36000}{RT}\right)\right)^{0.19}$، برای تعیین کرنش لازم برای شروع فرایند تبلور مجدد دینامیکی در فولاد مورد مطالعه به‌دست آمد.

تشکر و قدردانی

نویسندگان این مقاله، از باشگاه پژوهشگران جوان در دانشگاه آزاد اسلامی واحد دزفول به‌دلیل حمایت مالی به‌منظور انجام این تحقیق، تشکر و قدردانی می‌کنند.

مراجع

1. Ouchi C., "Development of Steel Plates by Intensive Use of TMCP and Direct Quenching Processes", ISIJ Int., 41, 542- 553, (2001).
2. Humphreys F.J. and Hatherly M., "Recrystallization and Related Annealing Phenomena", Second ed.,

Elsevier, Oxford, (2004).

3. Samuel F.H., Yue S., Jonas J.J. and Zbinden B.A., "Modeling Testing of Flow Stress and Rolling Load of a Hot Strip Mill by Torsion", ISIJ Int., 29, pp. 878-886, (1989).
4. Carsí M., López V., Peñalba F. and Ruano O.A., "The Strain Rate as a Factor Influencing the Hot Forming Simulation of Medium Carbon Microalloyed Steels", Mater. Sci. Eng., 216A, pp. 155-160, (1996).
5. Kuc D., Niewielski G., and Cwajna J., "Influence of Deformation Parameters and Initial Grain Size on the Microstructure of Austenitic Steels after Hot-Working Processes", Mater. Charact., 56, pp. 318–324, (2006).
6. Abad R., Fernández A.I., López B., and Rodríguerz J.M., "Interaction between Recrystallization and Precipitation during Multi-Pass Rolling in a Low Carbon Niobium Microalloyed Steel", ISIJ Int., 41, pp. 1373–1382, (2001).
7. Hodgson P.D., Collinson D.C. and Perrett B., "The use of Hot Torsion to Simulate the Thermomechanical Processing of Steel", Proceedings of the 7th International Symposium on Physical Simulation, Suzuki, A.G., Sakai, T. and Matsuda, F., (Eds.), Dynamic Systems Inc. & NRIM, Japan, 219-229, (1997).
8. Mirzakhani B., Arabi H., Salehi M.T., Khoddam S., Seyedein S.H. and Aboutalebi M.R., "Investigation of Dynamic and Static Recrystallization Behavior During Thermomechanical Processing in API-X70 Microalloyed Steel", J. Mater. Eng. Perform., 18, pp. 1029–1034, (2009).
9. Lee Y., Cho S. and Hodgson P.D., "Analytical Model of Pass-by-Pass Strain in Rod (or Bar) Rolling and its Applications to Prediction of Austenite Grain Size", Mater. Sci. Eng., 336A, pp. 177–189, (2002).
10. Kugler G. and Turk R., "Modeling the Dynamic Recrystallization under Multi-Stage Hot Deformation", Acta Mater., 52, pp. 4659-4668, (2004).
11. Pandit A., Murugaiyan A., Podde, A.S., Haldar A., Bhattacharjee D., Chandra S., and Ray R.K., "Strain Induced Precipitation of Complex Carbonitrides in Nb–V and Ti–V Microalloyed Steels", Scripta Mater., 53, pp. 1309–1314, (2005).
12. Zheng C., Xiao N., Li D. and Li Y., "Microstructure Prediction of the austenite Recrystallization during Multi-Pass Steel Strip Hot Rolling: A Cellular automaton Modeling", Comput. Mater. Sci., 44, pp. 507–514, (2008).
13. Dieter G., Howard A., S. Kuhn and Semiatin L., "Handbook of Workability and Process Design", ASM, Materials Park, Ohio, (2003).
14. Luton M.J. and Sellars C.M., "Dynamic Recrystallization in Nickel and Nickel-Iron Alloys during High-Temperature Deformation", Acta Metall., 17, pp. 1033-1043, (1969).
15. Honeycombe R.W.K. and Pethen R.W., "Dynamic Recrystallization", J. Less-Common Metals, 28,

201-212, (1972).

16. Roberts W.L., "Deformation, Processing, and Structure", ASM Materials Science Seminar, Krauss G. (Ed.), ASM, pp. 109-121, (1982).
17. Sellars C.M., and Tegart W.J., "Hot Workability", Int. Metall. Rev., 17, pp. 1-23, (1972).
18. Laasraoui A., and Jonas, J.J., "Prediction of Steel Flow Stresses at High Temperatures and Strain Rates", Metall. Trans. A, 22, pp. 1545-1558, (1991).
19. Cho S-H., Kang K-B. and Jonas J.J., "The Dynamic, Static and Metadynamic Recrystallization of a Nb-microalloyed Steel", ISIJ Int., 41, pp. 63–69, (2001).
20. Jonas J.J. and Sakai T., "Deformation, Processing, and Structure", Krauss, G. (Ed.), ASM Materials Science Seminar, ASM, Ohio, Missouri, USA, pp. 185-194, (1982).
21. Sakai T. and Jonas J.J., "Overview no. 35 Dynamic Recrystallization: Mechanical and Microstructural Considerations", Acta Metall., 32, pp. 189-209, (1984).